

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

In re Application of:)
Hiroyuki SEMBA et al.)
Serial No.: not yet assigned)
Filed: April 22, 2004)

For: AUSTENITIC STAINLESS STEEL

CLAIM OF PRIORITY

Commissioner of Patents
P.O. Box 1450
Alexandria, VA 22313-1450

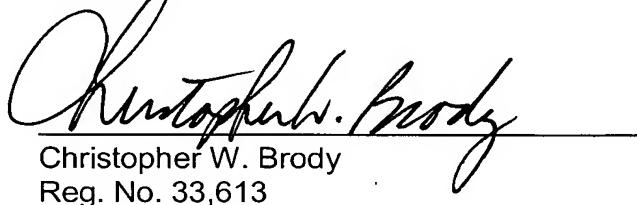
Sir:

Applicant for the above-identified application, by his attorney, hereby claims the priority date under the International Convention of Japanese Patent Application No. 2003-122494, filed April 25, 2003, and acknowledged in the Declaration of the subject application. A certified copy of the Application is attached.

Respectfully submitted,

CLARK & BRODY

By


Christopher W. Brody
Reg. No. 33,613

1750 K Street, NW, Suite 600
Washington, DC 20006
Telephone: 202-835-1111
Facsimile: 202-835-1755
Docket No.: 12049-0016
Date: April 22, 2004

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されて
いる事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed
with this Office.

出願年月日 2003年 4月25日
Date of Application:

出願番号 特願2003-122494
Application Number:

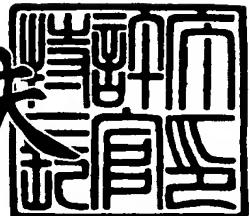
[ST. 10/C] : [JP2003-122494]

出願人 住友金属工業株式会社
Applicant(s):

2004年 2月16日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今井康夫





【書類名】 特許願

【整理番号】 50446S2288

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 C22C 38/42

【発明の名称】 オーステナイト系ステンレス鋼

【請求項の数】 4

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

【氏名】 仙波 潤之

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

【氏名】 五十嵐 正晃

【特許出願人】

【識別番号】 000002118

【氏名又は名称】 住友金属工業株式会社

【代理人】

【識別番号】 100083585

【弁理士】

【氏名又は名称】 穂上 照忠

【選任した代理人】

【識別番号】 100093469

【弁理士】

【氏名又は名称】 杉岡 幹二

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 009519

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9710230

【包括委任状番号】 0301248

【プルーフの要否】 要

【書類名】明細書

【発明の名称】オーステナイト系ステンレス鋼

【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、C:0.05%を超える0.15%以下、Si:2%以下、Mn:0.1~3%、P:0.04%以下、S:0.01%以下、Cr:20%を超える28%未満、Ni:15%を超える55%以下、Cu:2%を超える6%以下、Nb:0.1~0.8%、V:0.02~1.5%、sol.Al:0.001~0.1%、N:0.05%を超える0.3%以下およびO:0.006%以下を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、且つ下記の(1)式から(3)式までを満たすことを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼。

$$P \leq 1/(11 \times Cu) \quad \dots (1)$$

$$sol.Al \leq 0.4 \times N \quad \dots (2)$$

$$O \leq 1/(60 \times Cu) \quad \dots (3)$$

但し、(1)~(3)式中の各元素記号はその元素の含有量（質量%）を意味する。

【請求項2】

質量%で、C:0.05%を超える0.15%以下、Si:2%以下、Mn:0.1~3%、P:0.04%以下、S:0.01%以下、Cr:20%を超える28%未満、Ni:15%を超える55%以下、Cu:2%を超える6%以下、Nb:0.1~0.8%、V:0.02~1.5%、sol.Al:0.001~0.1%、N:0.05%を超える0.3%以下およびO:0.006%以下、更に、Co:0.05~5%、Mo:0.05~5%、W:0.05~10%、Ti:0.002~0.2%、B:0.0005~0.05%、Zr:0.0005~0.2%、Hf:0.0005~1%、Ta:0.01~8%、Re:0.01~8%、Ir:0.01~5%、Pd:0.01~5%、Pt:0.01~5%およびAg:0.01~5%の1種以上を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、且つ下記の(1)式から(4)式までを満たすことを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼。

$$P \leq 1/(11 \times Cu) \quad \dots (1)$$

$$sol.Al \leq 0.4 \times N \quad \dots (2)$$

$$O \leq 1/(60 \times Cu) \quad \dots (3)$$

$$Mo + (W/2) \leq 5 \quad \dots (4)$$

但し、(1)~(4)式中の各元素記号はその元素の含有量（質量%）を意味する。

【請求項3】

質量%で、C:0.05%を超える0.15%以下、Si:2%以下、Mn:0.1~3%、P:0.04%以下、S:0.01%以下、Cr:20%を超える28%未満、Ni:15%を超える55%以下、Cu:2%を超える6%以下、Nb:0.1~0.8%、V:0.02~1.5%、sol.Al:0.001~0.1%、N:0.05%を超える0.3%以下およびO:0.006%以下、更に、Mg:0.0005~0.05%、Ca:0.0005~0.05%、Y:0.0005~0.5%、La:0.0005~0.5%、Ce:0.0005~0.5%、Nd:0.0005~0.5%およびSc:0.0005~0.5%の1種以上を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、且つ下記の(1)式から(3)式までを満たすことを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼。

$$P \leq 1/(11 \times Cu) \quad \cdots (1)$$

$$sol.Al \leq 0.4 \times N \quad \cdots (2)$$

$$O \leq 1/(60 \times Cu) \quad \cdots (3)$$

但し、(1)~(3)式中の各元素記号はその元素の含有量（質量%）を意味する。

【請求項4】

質量%で、C:0.05%を超える0.15%以下、Si:2%以下、Mn:0.1~3%、P:0.04%以下、S:0.01%以下、Cr:20%を超える28%未満、Ni:15%を超える55%以下、Cu:2%を超える6%以下、Nb:0.1~0.8%、V:0.02~1.5%、sol.Al:0.001~0.1%、N:0.05%を超える0.3%以下およびO:0.006%以下、更に、Co:0.05~5%、Mo:0.05~5%、W:0.05~10%、Ti:0.002~0.2%、B:0.0005~0.05%、Zr:0.0005~0.2%、Hf:0.0005~1%、Ta:0.01~8%、Re:0.01~8%、Ir:0.01~5%、Pd:0.01~5%、Pt:0.01~5%およびAg:0.01~5%の1種以上、ならびにMg:0.0005~0.05%、Ca:0.0005~0.05%、Y:0.0005~0.5%、La:0.0005~0.5%、Ce:0.0005~0.5%、Nd:0.0005~0.5%およびSc:0.0005~0.5%の1種以上を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、且つ下記の(1)式から(4)式までを満たすことを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼。

$$P \leq 1/(11 \times Cu) \quad \cdots (1)$$

$$sol.Al \leq 0.4 \times N \quad \cdots (2)$$

$$O \leq 1/(60 \times Cu) \quad \cdots (3)$$

$$Mo + (W/2) \leq 5 \quad \cdots (4)$$

但し、(1)～(4)式中の各元素記号はその元素の含有量（質量%）を意味する。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、発電用ボイラ、化学工業用プラント等において鋼管、耐熱耐圧部材の鋼板、棒鋼、鍛鋼品等として用いられるオーステナイト系ステンレス鋼に係り、特に、クリープ強度、クリープ破断延性および熱間加工性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼に関する。

【0002】

【従来の技術】

従来、高温環境下で使用されるボイラや化学プラント等に用いられる装置の材料としては、SUS304H、SUS316H、SUS321H、SUS347H等の18-8系オーステナイトステンレス鋼が使用されてきた。しかし、近年、このような高温環境下における装置の使用条件がますます過酷になってきており、それに伴って使用材料に対する要求性能が厳しくなっている。このため、従来用いられてきた18-8系オーステナイトステンレス鋼では高温強度、特にクリープ強度が著しく不足する状況となっている。このような事情を背景として、各種元素を適量添加することにより高温強度を改善したオーステナイト系ステンレス鋼が提案されている。

【0003】

例えば、特許文献1～3には、比較的安価な元素であるCuをNbおよびNと適量複合添加させることにより、高温強度を飛躍的に改善したオーステナイト系ステンレス鋼が提案されている。この鋼では、高温における使用中にCuがオーステナイト母相に整合析出し、NbがNbCrN複合窒化物として析出する。これらの析出物は転位移動の障害として非常に有効に作用するため、オーステナイト系ステンレス鋼の高温強度を向上させる。

【0004】

しかし、例えば火力発電用ボイラの分野では、最近、蒸気温度を650℃～700℃に高める（使用される部材の温度は700℃を遙かに超える）計画が推進される等、上記の特許文献1～3で提案されたオーステナイト系ステンレス鋼では各種の

特性が不十分となってきた。即ち、これらのCu、Nb、N添加鋼では、最近求められている使用環境の高温高压化に耐えうる材料としては不十分で高温強度や耐食性が不足し、特に800°C以上の高温長時間使用後の韌性が十分ではないという問題もある。さらに、従来の18-8系オーステナイトステンレス鋼と比較してCu、Nb、N添加鋼は熱間加工性が劣り、その早急な改善が求められている。

【0005】

熱間加工性をある程度改善した鋼として、例えば、特許文献4では、Mg、Y、La、Ce、Ndを1種以上添加することにより、熱間加工性を向上させた鋼が提案され、特許文献5および6では、P、S量を規制し、さらに含有するCu、S量に応じてMn、Mg、CaやY、La、Ce、Ndを適量添加することにより熱間加工性の向上を図った鋼が提案されている。また、特許文献7では、S:0.001%以下、O:0.05%以下に規制した上でBを添加し、さらにMgまたはCaをS、O量に応じて適量添加してマンネスマンドレルミル方式等の熱間圧延製管法による製管性を改善した鋼が提案されている。

【0006】

しかし、これらの鋼は、いずれも熱間加工性の改善が不十分であり、特に1200°C以上の高温側での加工性が十分に改善されていない。一般に熱間加工性の悪い材料を継目無製管する場合、熱間押出法で製管することが多いが、加工発熱によって加熱温度より材料の内部温度が上昇するため、1200°C以上の加工性が不十分だと二枚割れやカブレが発生する。これはマンネスマンドレルミル方式等のピアサーによる穿孔工程でも同様である。

【0007】

【特許文献1】

特許第2137555号公報

【特許文献2】

特開平7-138708号公報

【特許文献3】

特開平8-13102号公報

【特許文献4】

特開平9-195005号公報

【特許文献5】

特開2000-73145号公報

【特許文献6】

特開2000-328198号公報

【特許文献7】

特開2001-49400号公報

【0008】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記の問題点を解決するためになされたものであり、オーステナイト系ステンレス鋼のクリープ強度およびクリープ破断延性の向上を図るとともに、熱間加工性、特に1200°C以上での高温延性を格段に改善した鋼を提供することを目的とする。

【0009】

本発明者らは、この目的を達成すべく鋭意研究した結果、下記の知見を得た。

- (a) クリープ強度を高めるためには、Cu、NbおよびNを複合添加したオーステナイト系ステンレス鋼をベースとするのが有効であること、
- (b) Cu含有量に応じて適切にPおよびOを制御することがクリープ破断延性と熱間加工性、特に1200°C以上での高温延性の飛躍的向上に有効であること、
- (c) Al含有量をN含有量に応じて制御することがクリープ強度の改善に有効であること、
- (d) Vの添加がクリープ強度の改善のみならず、特に800°C以上の高温長時間使用後の韌性改善に有効であること。

【0010】

【課題を解決するための手段】

本発明は、上記の知見により完成したものであり、下記に示すオーステナイト系ステンレス鋼を要旨とする。

【0011】

質量%で、C:0.05%を超える0.15%以下、Si:2%以下、Mn:0.1~3%、P:0

0.04%以下、S:0.01%以下、Cr:20%を超え28%未満、Ni:15%を超え55%以下、Cu:2%を超え6%以下、Nb:0.1~0.8%、V:0.02~1.5%、sol.Al:0.001~0.1%、N:0.05%を超え0.3%以下およびO:0.006%以下を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、且つ下記の(1)式から(3)式までを満たすことを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼。但し、(1)~(3)式中の各元素記号はその元素の含有量（質量%）を意味する。

【0012】

$$P \leq 1/(11 \times Cu) \quad \dots (1)$$

$$sol.Al \leq 0.4 \times N \quad \dots (2)$$

$$O \leq 1/(60 \times Cu) \quad \dots (3)$$

なお、上記のオーステナイト系ステンレス鋼は、Feの一部に代えて、第1元素群（Co:0.05~5%、Mo:0.05~5%、W:0.05~10%、Ti:0.002~0.2%、B:0.0005~0.05%、Zr:0.0005~0.2%、Hf:0.0005~1%、Ta:0.01~8%、Re:0.01~8%、Ir:0.01~5%、Pd:0.01~5%、Pt:0.01~5%およびAg:0.01~5%）の1種以上、または／ならびに、第2元素群（Mg:0.0005~0.05%、Ca:0.005~0.05%、Y:0.0005~0.5%、La:0.0005~0.5%、Ce:0.0005~0.5%、Nd:0.0005~0.5%およびSc:0.0005~0.5%）の1種以上を含有してもよい。但し、MoおよびWを含有する場合には、下記の(4)式を満たすことが必要である。

【0013】

$$Mo + (W/2) \leq 5 \quad \dots (4)$$

【0014】

【発明の実施の形態】

以下、本発明のオーステナイト系ステンレス鋼の化学組成の範囲およびその限定理由について説明する。なお、以下の説明において各元素の含有量についての「%」は「質量%」を意味する。

【0015】

1. 本発明鋼の化学組成について

C:0.05%を超え0.15%以下

Cは、高温環境下で使用される際に必要とされる引張強さおよびクリープ強度

を確保するために有効かつ重要な元素である。しかし、C含有量が0.05%以下の場合にはこれらの効果が発揮されない。一方、その含有量が0.15%を超えて、溶体化状態における未固溶炭化物量が増加するだけで、高温強度の向上に寄与しなくなるだけでなく、韌性などの機械的性質や溶接性を劣化させる。従って、C含有量は0.05%を超え0.15%以下とした。なお、C含有量は、0.13%以下であるのが好ましく、最も好ましいのは0.11%以下である。

【0016】

Si：2%以下

Siは、脱酸元素として添加され、また、耐酸化性・耐水蒸気酸化性等を高めるのに有効な元素である。しかし、Siを2%を超えて含有させると σ 相等の金属間化合物相の析出や多量の窒化物の析出を促進し、高温における組織安定性を劣化させるので、これに起因する韌性や延性の低下を生ずる。また、溶接性や熱間加工性も低下する。従って、Si含有量は2%以下とした。韌性や延性を重視する場合は1%以下とするのが好ましく、さらに好ましいのは0.5%以下にするのがよい。Siは、他の元素で十分脱酸が確保されている場合には無添加でもよいが、脱酸作用や耐酸化性、耐水蒸気酸化性等を重視する場合には0.05%以上含有させるのがよい。最も好ましいSiの含有量は0.1%以上である。

【0017】

Mn：0.1～3%

Mnは、Siと同様に溶鋼の脱酸作用を有するとともに、鋼中に不可避的に含まれるSを硫化物として固着して熱間加工性を改善する。これらの効果を十分得るためにには0.1%以上含有させることが必要である。しかし、その含有量が3%を超えると、 σ 相等の金属間化合物相の析出を助長し、組織安定性、高温強度、機械的性質が劣化する。従って、Mnの含有量は0.1～3%とした。好ましいMn含有量は、0.2～2%であり、最も好ましいのは0.2～1.5%である。

【0018】

P：0.04%以下

Pは、鋼中に不可避的に含まれる不純物であり、熱間加工性を著しく低下させる。従って、その含有量は0.04%以下に規制した。特に、Cuとの相互作用により

クリープ破断延性や熱間加工性、特に1200°C以上の高温延性を一層低下させるので、P含有量は、Cu含有量との関係で下記の(1)式を満たす範囲であることが必要である。

【0019】

$$P \leq 1/(11 \times Cu) \quad \dots (1)$$

S : 0.01%以下

Sは、Pと同様に、熱間加工性を著しく低下させる不純物であるが、切削性や溶接性の向上に有効な元素である。熱間加工性の低下を防止する観点からはS含有量はできるだけ少ないことが望ましいが、本発明鋼においては、Cu含有量に応じて適切にP含有量またはO含有量を制御するなどして熱間加工性を改善している。従って、S含有量は0.01%まで許容できる。特に、熱間加工性を重視する必要がある場合には0.005%以下、さらには0.003%以下とすることが望ましい。

【0020】

Cr : 20%を超える28%未満

Crは、耐酸化性、耐水蒸気酸化性、耐高温腐食性等を確保するために重要な元素であるとともに、Cr系炭窒化物を形成して強度にも寄与する元素でもある。しかし、650~700°C以上の高温環境下において必要とされる耐食性と高温強度を発揮するには18-8系オーステナイトステンレス鋼では不足であり、20%を超えてCrを添加することが必要である。耐食性は、Cr含有量が多いほど向上するが、28%以上含有させるとオーステナイト組織が不安定となり、 σ 相などの金属間化合物や α -Cr相を生成しやすく、韌性や高温強度を損なう。従って、Cr含有量は20%を超える28%未満とした。

【0021】

Ni : 15%を超える55%以下

Niは、安定なオーステナイト組織を確保するために必須の元素であるが、その最適な含有量は、鋼中に含まれるCr、Mo、W、Nbなどのフェライト生成元素やC、Nなどのオーステナイト生成元素の含有量によって定まる。上述のように本発明鋼においては20%を超えてCrを含有させる必要があるが、このCr量に対してNiが15%以下の場合にはオーステナイト単相組織化が困難である。また、この場合

には長時間側でオーステナイト組織が不安定になって σ 相等の脆化相が析出し、これに起因して高温強度や韌性が著しく劣化するので、耐熱耐圧部材としての使用に耐えることができない。しかし、Niを55%を超えて含有させても、その効果は飽和し経済性が損なわれる。従って、Ni含有量は15%を超え55%以下とした。

【0022】

Cu: 2%を超える6%以下

Cuは、高温での使用中に微細なCu相としてオーステナイト母相に整合析出し、クリープ強度を大幅に向上させる最も重要な元素の一つである。その効果を発揮させるためには、2%を超えて含有させることが必要である。しかし、Cuを6%を超えて含有させても、クリープ強度向上効果は飽和するばかりではなく、クリープ破断延性や熱間加工性が低下する。従って、Cu含有量は2%を超える6%以下とした。好ましい含有量の範囲は2.5~4%である。

【0023】

Nb: 0.1~0.8%

Nbは、微細なNbCrN等の炭窒化物を形成し、クリープ破断強度を向上させるとともに最終加工後の溶体化熱処理時の粗粒化を抑制し、クリープ破断延性向上にも寄与する元素であり、CuおよびNとともに重要な元素である。しかし、その含有量が0.1%未満では十分な効果が得られず、0.8%を超えると溶接性や未固溶窒化物の増加による機械的性質の劣化に加え、熱間加工性、特に1200°C以上の高温延性が著しく低下する。従って、Nb含有量は0.1~0.8%とした。好ましいNb含有量の範囲は0.2%~0.6%である。

【0024】

V: 0.02~1.5%

Vは、(Nb, V)CrN、V(C, N)等の炭窒化物を形成し、高温強度およびクリープ強度の向上に有効な元素として知られているが、本発明においては高温強度向上とともに、特に800°C以上の高温長時間側における韌性を向上させるために添加する。本発明のようにCuを含有した鋼において、Vの高温強度、韌性向上効果は、VがCu相の微細析出促進、粗大化抑制や粒界M₂₃C₆の粗大化抑制に寄与するとともに、V(C, N)として粒界に析出し、粒界被覆率を向上させることなど

によるものと考えられる。しかし、V含有量が0.02%未満では上記の効果が得られず、1.5%を超えると耐高温腐食性や脆化相析出に起因して延性、韌性が劣化する。従って、V含有量は0.02~1.5%とした。好ましい範囲は0.04~1%である。

【0025】

sol.Al（酸可溶性Al）：0.001~0.1%

sol.Alは、溶鋼の脱酸剤として添加される元素であり、本発明においては含ませるN含有量に応じて厳格に規制すべき重要な元素である。その効果を発揮させるためには0.001%以上含有させることが必要である。しかし、その含有量が0.1%を超えると、高温での使用中に σ 相等の金属間化合物析出を促進し、韌性、延性、高温強度を低下させる。従って、sol.Al含有量は0.001~0.1%とした。好ましいsol.Al含有量の範囲は0.005~0.05%であり、更に0.01~0.03%であるのが最も望ましい。

【0026】

さらに、sol.Alは、N含有量に応じて下記の(2)式を満たす範囲に規制することが必要である。これにより、Nが高温強度に寄与しないAINとして消費されるのを抑制し、高温強度向上に有効な(Nb, V)CrN複合窒化物の析出量を十分確保することが可能となる。

【0027】

$$\text{sol.Al} \leq 0.4 \times N \quad \cdots (2)$$

N : 0.05% を超え0.3%以下

Nは、高価なNiの一部に代替してオーステナイト組織安定性を確保するのに有効な元素であり、侵入型固溶元素として固溶強化に寄与して引張強さを向上させるのにも有効である。さらに、Nは、微細なNbCrN等の窒化物を形成して高温強度、クリープ強度向上と粗粒化の抑制を通してクリープ破断延性を確保する元素であり、Cu、Nbとともに不可欠かつ最も重要な元素の一つである。その効果を発揮させるには0.05%を超えて含有させる必要がある。しかし、Nを0.3%を超えて含有させても未固溶窒化物を増大させ、高温使用中に窒化物を多量に析出せるので、延性、韌性および溶接性を損なう。従って、N含有量は0.05%を超える。

%以下とした。好ましい範囲は0.06～0.27%である。

【0028】

O : 0.006%以下

Oは、鋼中に不純物として不可避的に含まれる元素であり、熱間加工性を著しく低下させる。特に、Cuを含有する本発明鋼においては、OとCuとの相互作用でクリープ破断延性や熱間加工性、特に1200℃以上の高温延性を一層低下させるので、O含有量を厳格に規制することが重要である。このためには、Oは0.006%以下に規制し、且つCu含有量との関係で下記の(3)式を満たすことが必要である。

【0029】

$$O \leq 1/(60 \times Cu) \quad \cdots (3)$$

本発明のオーステナイト系ステンレス鋼の一つは、上記の化学組成を有し、残部はFeおよび不純物からなる鋼である。また、本発明のオーステナイト系ステンレス鋼の他の一つは、Feの一部に代えて、第1元素群 (Co : 0.05～5%、Mo : 0.05～5%、W : 0.05～10%、Ti : 0.002～0.2%、B : 0.0005～0.05%、Zr : 0.0005～0.2%、Hf : 0.0005～1%、Ta : 0.01～8%、Re : 0.01～8%、Ir : 0.01～5%、Pd : 0.01～5%、Pt : 0.01～5%およびAg : 0.01～5%) の1種以上を含有するものである。この第1元素群を含む鋼は、高温強度が更に優れる鋼である。以下、これらの元素の範囲およびその限定理由を述べる。

【0030】

Co : 0.05～5%

Coは、Niと同様にオーステナイト組織を安定にし、クリープ強度の向上にも寄与する元素であるため、本発明鋼に含有させてもよい。しかし、その含有量が0.05%未満では効果がなく、5%を超えて含有させても効果が飽和して経済性も低下する。従って、Coを含有させる場合には、その含有量を0.05～5%とするのが望ましい。

【0031】

Mo : 0.05～5%、W : 0.05～10%

MoおよびWは、高温強度、クリープ強度向上に有効な元素であるため、本発明

鋼に含有させてもよい。いずれの元素もその含有量が0.05%以上含有されたときに上記の効果が顕著となる。しかし、Mo含有量が5%を超える場合またはW含有量が10%を超える場合には、強度の向上効果が飽和するとともに組織安定性、熱間加工性も劣化する。従って、これらの元素を含有させる場合の上限は、Mo単独のときは5%、W単独のときは10%とし、MoおよびWを複合添加する場合は、下記の(4)式を満たす範囲内であることが望ましい。

【0032】

$$\text{Mo} + (\text{W}/2) \leq 5 \quad \cdots (4)$$

Ti : 0.002~0.2%

Tiは、炭窒化物を形成し高温強度向上に寄与する元素であるので、本発明鋼に含有させてもよい。その効果が顕著となるのは0.002%以上含まれる場合である。しかし、その含有量が過剰な場合、未固溶窒化物による機械的性質や微細窒化物減少を通じての高温強度低下が懸念される。従って、Tiを含有させる場合の含有量を0.002~0.2%とするのが望ましい。

【0033】

B : 0.0005~0.05%

Bは、炭窒化物中またはB単体で粒界に存在し、高温使用中における炭窒化物の微細分散析出促進、粒界強化による粒界すべり抑制により高温強度、クリープ強度を改善する。これらの効果は0.0005%以上含有させたときに顕著となるが、0.05%を超えて含有させると溶接性が劣化する。従って、Bを含有させる場合には、その含有量を0.0005~0.05%とするのが好ましく、更に好ましいのは0.001~0.01%である。最も望ましいB含有量は0.001~0.005%である。

【0034】

Zr : 0.0005~0.2%

Zrは、粒界強化に寄与して高温強度およびクリープ強度を向上させるとともに、Sを固着して熱間加工性を改善する効果を有する元素である。これらの効果は、Bを0.0005%以上含有させたときに顕著となるが、その含有量が0.2%を超えると延性、韌性等の機械的性質が劣化する。従って、Zrを含有させる場合の好ましい含有量は0.0005~0.2%であり、更に好ましいのは0.01~0.1%である。最も

望ましいZr含有量は0.01~0.05%である。

【0035】

Hf : 0.0005~1%

Hfは、主として粒界強化に寄与してクリープ強度を向上させる元素である。この効果は、その含有量が0.005%以上の場合に顕著となるが、1%を超えて含有させると加工性、溶接性を損なう。従って、Hfを含有させる場合には、その含有量を0.005~1%とするのが好ましい。更に好ましいのは0.01~0.8%であり、最も好ましいのは0.02~0.5%である。

【0036】

Ta : 0.01~8%

Taは、炭窒化物を形成するとともに固溶強化元素として高温強度、クリープ強度を向上させる。これらの効果は、その含有量が0.01%以上で顕著となるが、8%を超えて含有させると加工性や機械的性質を損なう。従って、Taを含有させる場合の含有量は0.01~8%とするのが好ましい。更に好ましいのは0.1~7%であり、最も好ましいのは0.5~6%である。

【0037】

Re : 0.01~8%

Reは、主として固溶強化元素として高温強度、クリープ強度を向上させる。これらの効果はReが0.01%以上含有されたときに顕著となるが、8%を超えて含有させると加工性や機械的性質を損なう。従って、Reを含有させる場合には、その含有量を0.01~8%とするのが好ましい。更に好ましいのは0.1~7%であり、最も好ましいのは0.5~6%である。

【0038】

Ir、Pd、Pt、Ag : 0.01~5%

Ir、Pd、PtおよびAgは、オーステナイト母相に固溶し固溶強化に寄与するとともにオーステナイト母相の格子定数を変化させ、母相に整合析出するCu相の長時間安定性を向上させる。また、添加量に応じて一部は微細な金属間化合物を形成し高温強度、クリープ強度を向上させる。これらの効果が顕著となるのは、これらの元素を0.01%以上含有させた場合であるが、5%を超えて含有させると加工

性や機械的性質を損ない経済性も低下する。従って、これらの元素を含有させる場合の含有量は0.01~5%とするのが好ましい。更に好ましいのは0.05~4%であり、最も好ましいのは0.1~3%である。

【0039】

本発明のオーステナイト系ステンレス鋼の他のもう一つは、上記の化学組成を有し、Feの一部に代えて、第2元素群（Mg：0.0005~0.05%、Ca：0.0005~0.05%、Y：0.0005~0.5%、La：0.0005~0.5%、Ce：0.0005~0.5%、Nd：0.0005~0.5%およびSc：0.0005~0.5%）の1種以上を含有するものである。第2元素群を含む鋼は、熱間加工性が更に優れる鋼である。以下、これらの元素の範囲およびその限定理由を述べる。

【0040】

Mg：0.0005~0.05%、Ca：0.0005~0.05%

MgおよびCaはいずれも、熱間加工性を阻害するSを硫化物として固着し、熱間加工性を改善させるのに有効である。いずれの元素もその含有量が0.0005%以上の場合に上記の効果が顕著となるが、その含有量が0.05%を超えると、鋼質を害し、かえって熱間加工性や延性を低下させる。従って、Mgおよび／またはCaを含有させる場合には、いずれの元素もその含有量を0.0005~0.05%とするのが好ましく、更に好ましいのは0.001~0.02%である。最も好ましいのは0.001~0.01%である。

【0041】

Y、La、Ce、Nd、Sc：0.0005~0.5%

Y、La、Ce、NdおよびScはいずれも、Sを硫化物として固着して熱間加工性を改善するとともに、鋼表面のCr₂O₃保護皮膜の密着性を改善し、特に繰り返し酸化時の耐酸化性を改善する元素である。また、これらの元素は、粒界強化にも寄与するのでクリープ破断強度やクリープ破断延性を向上させる。上記の効果が顕著となるのは、いずれの元素もその含有量が0.0005%以上の場合である。しかし、これらの元素を0.5%を超えて含有させると、酸化物などの介在物が多くなり加工性や溶接性を損なう。従って、これらの元素を含有させる場合には、いずれの元素もその含有量を0.0005~0.5%とするのが好ましく、更に好ましいのは0.0

01~0.3%である。最も好ましいのは0.002~0.15%である。

【0042】

上記で成分規定した本発明鋼は、鋼管、鋼板、棒鋼、鍛鋼品などとして高温強度と耐食性が求められる用途に幅広く適用することができる。

【0043】

2. 本発明鋼の析出物について

以上の化学組成を有し、その製造方法を調整すれば、本発明鋼を高温で使用した際に(Nb, V)CrN複合窒化物および粒界にV(C, N)炭窒化物が析出する。これらの析出物は、本発明鋼のクリープ破断強度、クリープ破断延性および800°C以上の高温長時間使用後の靭性を改善する。これらの効果は、(Nb, V)CrN複合窒化物の析出量が面密度で4個/ μm^2 以上、V(C, N)炭窒化物の析出量が面密度で8個/ μm^2 以上で顕著となるため、高温での使用中にこれらの範囲で析出していることが望ましい。(Nb, V)CrN複合窒化物は主として角状または数珠状に析出し、V(C, N)炭窒化物は主として球状または円盤状に析出する。特に、V(C, N)炭窒化物の場合は、そのサイズが大きすぎると転位の固着力が低下するので、その直径は50nm以下のサイズで析出していることが望ましい。

【0044】

ここで、(Nb, V)CrN複合窒化物は、Z相とも呼ばれる複合窒化物であり、その結晶構造は正方晶であり、単位格子内に(Nb, V)、CrおよびNが1:1:1の比率で存在する。また、V(C, N)炭窒化物は、NaCl型の立方晶炭化物(VC)もしくは立方晶窒化物(VN)、またはC原子およびN原子の一部が相互に置換した立方晶炭窒化物を形成したものである。この炭化物および窒化物は、金属原子が細密に積み重なった面心立方格子を形成し、その八面体格子間位置をC原子またはN原子が占めた結晶構造を有する。

【0045】

なお、これらの析出物の析出量の測定は、透過電子顕微鏡を用いて10000倍以上で組織観察を行い、電子線回折パターンより区別されるそれぞれの析出物を数えることによって行えばよい。観察は5視野以上行うのが望ましい。

【0046】

3. 本発明鋼の製造方法について

本発明鋼を製造する場合は以下の方法をとることが推奨される。

【0047】

まず、上記の化学組成を有する鋼塊を溶製した後、鋳造ままあるいは鍛造や分解圧延でビレットとし、熱間押出しや熱間圧延等の熱間加工を行う。熱間加工前の加熱温度は1160°C以上、1250°C以下が望ましい。熱間加工終了温度は1150°C以上が望ましく、加工終了後は粗大な炭窒化物の析出を抑えるため0.25°C／秒（500°Cまで）以上の極力早い冷却速度で冷却させるのがよい。

【0048】

熱間加工後、最終熱処理を行ってもよいが、必要に応じて冷間加工を加えてもよい。冷間加工前には途中熱処理により炭窒化物を固溶させておく必要があり、熱間加工前の加熱温度または熱間加工終了温度の低い方以上の温度で行うのがよい。冷間加工は10%以上の歪みを加えるのが好ましく、2回以上の冷間加工を施してもよい。

【0049】

最終製品熱処理の温度は1170～1300°Cの範囲で熱間加工終了温度または上述の途中熱処理温度より10°C以上高い温度で実施するのが好ましい。本発明鋼は、耐食性の観点からあえて細粒鋼にする必要はないが、細粒鋼にする場合は熱間加工終了温度または上述の途中熱処理温度から10°C以上低い温度で最終熱処理を行う。粗大な炭窒化物の析出を抑制するため最終熱処理後は0.25°C／秒以上の極力早い冷却速度で冷却するのがよい。

【0050】

クリープ破断延性を重視する場合には、NbおよびCuの含有量比「Nb/Cu」が0.05～0.2となるように組成を調整した鋼を用いて、最終熱処理後の未固溶Nb量が $0.04 \times \text{Cu} - 0.085 \times \text{Cu}$ （質量%）の範囲内になるよう熱処理温度と冷却速度を調整すればよい。

【0051】

【実施例】

表1および2に示す化学組成の鋼を高周波真空溶解炉で溶製し、外径180mmの5

0kgインゴットとした。なお、表中の1~38は本発明鋼、A~Oは比較鋼である。

【0052】

【表1】

区分 No.	化学組成(質量%)										P 上限	Al 上限	O 上限				
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	V	Al	N	0	その他			
1	0.059	0.39	1.17	0.015	0.002	24.8	24.8	3.30	0.42	0.07	0.008	0.21	0.003	0.028	0.084	0.005	
2	0.060	0.41	1.23	0.026	0.002	25.2	24.7	3.31	0.44	0.06	0.009	0.22	0.002	0.027	0.088	0.005	
3	0.089	0.39	1.22	0.017	0.002	24.8	29.9	2.95	0.45	0.11	0.015	0.20	0.002	0.031	0.080	0.006	
4	0.093	0.38	1.27	0.016	0.002	24.7	29.7	2.92	0.41	0.12	0.017	0.23	0.005	0.031	0.092	0.006	
5	0.126	0.37	1.27	0.017	0.002	24.2	38.6	3.03	0.34	0.25	0.013	0.10	0.003	0.030	0.040	0.006	
6	0.130	0.39	1.20	0.018	0.003	25.1	38.8	2.98	0.33	0.27	0.033	0.09	0.004	0.031	0.036	0.006	
7	0.066	0.39	0.41	0.016	0.003	23.3	19.6	2.82	0.44	0.04	0.011	0.19	0.005	0.032	0.076	0.006	
8	0.074	0.42	0.42	0.013	0.003	23.6	19.9	2.79	0.45	0.82	0.010	0.20	0.005	0.033	0.080	0.006	
9	0.070	0.46	0.38	0.014	0.0005	23.2	20.1	2.96	0.44	0.23	0.013	0.20	0.005	0.041B, 0.0035Ca	0.031	0.080	0.006
10	0.061	0.47	1.19	0.008	0.002	20.3	18.4	2.14	0.47	0.44	0.015	0.17	0.005	0.31Mo, 1.63W	0.042	0.068	0.008
11	0.056	0.44	1.27	0.007	0.003	21.2	15.8	3.41	0.35	0.46	0.009	0.26	0.003	0.67Mo, 1.33W	0.027	0.106	0.005
12	0.058	0.41	1.22	0.018	0.002	24.6	20.5	2.82	0.71	0.15	0.015	0.06	0.004	0.032	0.024	0.006	
13	0.058	0.42	1.30	0.017	0.002	27.4	25.8	3.70	0.46	0.17	0.018	0.22	0.003	3.56Co	0.025	0.088	0.005
14	0.056	0.41	1.22	0.017	0.003	25.2	29.9	3.76	0.48	0.27	0.015	0.21	0.003	2.88Mo	0.024	0.084	0.004
15	0.059	0.43	1.28	0.016	0.002	24.4	35.3	3.80	0.44	0.22	0.025	0.18	0.002	3.25W	0.024	0.072	0.004
16	0.070	0.41	1.18	0.015	0.003	24.9	24.4	3.73	0.44	0.26	0.017	0.23	0.002	0.05Ti	0.024	0.093	0.004
17	0.061	0.44	1.18	0.017	0.002	24.9	25.9	3.84	0.45	0.16	0.014	0.24	0.003	0.049B	0.024	0.096	0.004
18	0.057	0.44	1.17	0.016	0.003	24.6	20.0	3.75	0.47	0.23	0.018	0.26	0.003	0.03Zr	0.024	0.104	0.004
19	0.069	0.39	1.26	0.018	0.003	25.3	23.7	3.90	0.43	0.41	0.017	0.24	0.003	0.038Mg	0.023	0.094	0.004
20	0.057	0.37	1.29	0.017	0.003	25.3	19.6	3.71	0.42	0.20	0.013	0.25	0.003	0.029Ca	0.025	0.102	0.004
21	0.060	0.41	1.24	0.016	0.002	25.0	19.8	3.67	0.47	1.25	0.014	0.27	0.004	0.04Y	0.025	0.106	0.005
22	0.059	0.43	1.19	0.017	0.002	25.0	20.1	3.66	0.46	0.26	0.019	0.26	0.002	0.06La	0.025	0.106	0.005
23	0.057	0.41	2.16	0.017	0.002	24.9	19.6	3.63	0.42	0.27	0.014	0.24	0.003	0.02Ce	0.025	0.096	0.005
24	0.055	0.38	1.25	0.016	0.002	24.8	20.4	3.73	0.45	0.30	0.012	0.27	0.002	0.04Nd	0.024	0.108	0.004
25	0.031	0.50	1.19	0.015	0.002	25.5	21.8	3.69	0.42	0.31	0.014	0.26	0.003	0.08Sc	0.025	0.104	0.005
26	0.056	0.42	1.20	0.016	0.002	25.2	20.1	3.74	0.44	0.29	0.014	0.26	0.002	0.21Hf	0.024	0.105	0.004
27	0.058	0.40	1.17	0.016	0.003	25.1	41.7	3.77	0.45	0.30	0.015	0.12	0.003	1.2Ta	0.024	0.048	0.004

注:「Al」は、solAl(融可溶性Al)を意味する。

「P上限」、「Al上限」および「O上限」は、それぞれ(1式)、(2式)および(3式)式から得られる値である。

【0053】

【表2】

2

化学組成(質量%、幾部:Feおよひ不純物)

区分	化学組成(質量%、残部: Feおよび不純物)										P 上限	Al 上限	O 上限	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	V	AI	N	O	その他
本 堺 明 鋼	28	0.057	0.39	1.21	0.016	0.002	25.5	48.6	3.83	0.48	0.16	0.015	0.10	0.002
	29	0.056	0.42	1.26	0.015	0.002	25.2	44.9	3.84	0.47	0.09	0.015	0.13	0.002
	30	0.059	0.45	1.18	0.015	0.003	24.9	52.5	3.67	0.45	0.26	0.018	0.08	0.002
	31	0.062	0.41	1.05	0.016	0.002	24.8	40.3	3.66	0.38	0.21	0.016	0.10	0.002
	32	0.060	0.40	1.14	0.014	0.002	25.3	48.5	3.58	0.44	0.23	0.018	0.07	0.002
	33	0.059	0.42	1.17	0.014	0.002	25.1	29.8	3.73	0.44	0.18	0.016	0.21	0.002
	34	0.060	0.40	1.22	0.014	0.003	25.5	29.7	3.79	0.45	0.20	0.017	0.20	0.003
	35	0.059	0.36	1.13	0.015	0.003	25.5	25.0	3.78	0.46	0.18	0.013	0.23	0.002
	36	0.056	0.37	1.15	0.015	0.002	25.2	34.5	3.84	0.42	0.27	0.012	0.19	0.003
	37	0.061	0.40	1.21	0.013	0.002	24.7	31.7	3.90	0.45	0.26	0.016	0.21	0.002
比 較 鋼	38	0.055	-	0.85	0.014	0.001	23.8	20.4	2.88	0.20	0.51	0.013	0.18	0.002
	A	0.062	0.42	1.13	0.030*	0.002	24.9	25.0	3.24	0.43	0.07	0.012	0.22	0.003
	B	0.060	0.41	1.20	0.036*	0.002	24.8	24.9	3.29	0.43	0.08	0.010	0.20	0.003
	C	0.061	0.38	1.21	0.023*	0.002	25.2	25.0	4.66	0.43	0.07	0.008	0.21	0.002
	D	0.091	0.39	1.24	0.016	0.002	25.0	29.8	2.90	0.45	0.11	0.014	0.21	0.008*
	E	0.090	0.39	1.18	0.018	0.002	25.3	30.1	2.95	0.44	0.09	0.015	0.22	0.010*
	F	0.091	0.36	1.19	0.015	0.002	25.1	29.9	4.82	0.42	0.12	0.014	0.22	0.005*
	G	0.121	0.41	1.20	0.015	0.003	25.1	38.7	3.02	0.36	0.30	0.038*	0.09	0.003
	H	0.122	0.37	1.21	0.016	0.002	25.2	38.5	3.10	0.31	0.27	0.055*	0.10	0.004
	I	0.129	0.38	1.20	0.018	0.002	25.1	38.6	3.05	0.35	0.28	0.031*	0.06	0.003
	J	0.069	0.38	0.40	0.014	0.003	22.5	20.0	3.01	0.44	0.01*	0.011	0.21	0.003
	K	0.072	0.41	0.41	0.014	0.003	23.2	19.6	2.94	0.45	0.0005*	0.009	0.19	0.004
	L	0.070	0.40	0.43	0.016	0.004	22.8	19.8	3.02	0.46	0.0004*	0.012	0.21	0.005
	M	0.059	0.41	1.21	0.007	0.002	20.5	18.5	1.81*	0.46	0.46	0.012	0.18	0.004
	N	0.041*	0.46	1.29	0.005	0.002	20.8	16.0	3.38	0.37	0.47	0.011	0.25	0.003
	O	0.060	0.39	1.20	0.017	0.001	24.9	20.8	2.79	0.75	0.16	0.014	0.04*	0.004

【0054】

得られたインゴットから下記の方法により各種試験片を作製した。高温延性を評価するための試験片として、上記のインゴットを熱間鍛造により厚さ40mmの板

出証特 2004-3009687

材とし、機械加工により丸棒引張試験片（直径10mm、長さ130mm）を作製した。クリープ破断試験に供するための試験片として、上記のインゴットを熱間鍛造により厚さ15mmの板材とし、軟化熱処理の後、10mmまで冷間圧延し1230°Cで15分保持後、水冷した素材から機械加工により丸棒試験片（直径6mm、標点間距離30mm）を作製した。また、本発明鋼7および8ならびに比較鋼JおよびKについては、水冷した素材を800°Cで3000時間時効した後、その靭性を評価するための試験片としてVノッチ試験片（厚さ5mm×幅10mm×長さ55mm、ノッチ高さ2mm）を条件毎に二本ずつ作製した。

【0055】

高温での延性は、上記の丸棒引張試験片（直径10mm、長さ130mm）を用い、1220°Cに加熱して3分間保持し、歪速度5/secの高速引張試験を行い、試験後の破断面から絞り率を求めた。当該温度で絞り率60%以上であれば熱間押出し等の熱間加工に特に大きな問題が生じないことが判明しており、絞り率60%以上を良好な熱間加工性の判断基準とした。

【0056】

クリープ破断強度は、上記の丸棒試験片（直径6mm、標点間距離30mm）を用い、750°Cおよび800°Cの大気中においてクリープ破断試験を実施し、得られた破断強度をラーソンミラーパラメータ法で回帰して750°C、10⁵h破断強度を求めた。また、クリープ破断伸びは、上記の丸棒試験片（直径6mm、標点間距離30mm）を用い、750°Cで130MPaの負荷を与えるクリープ破断試験を実施し、破断伸びを測定した。

【0057】

時効後の靭性は、上記の800°Cで3000時間時効した後の素材から作製したVノッチ試験片（厚さ5mm×幅10mm×長さ55mm、ノッチ高さ2mm）を用い、各試験片を0°Cに冷却してシャルピー衝撃試験を行い、2本の試験片の平均値を衝撃値として求めた。

【0058】

本発明鋼の析出物の析出量は、750°Cで130MPaを負荷したクリープ破断材の平行部より試験片を採取し、透過顕微鏡を用いて10000倍以上で組織観察を行い、

電子線回折パターンにより区別されるそれぞれの析出物を数えることによって測定した。観察は5視野行い、その平均値を析出量とした。

【0059】

これらの結果を結果を表3および4に示す。

【0060】

【表3】

表 3

区分	鋼 No.	析出量		絞り率 (%)	クリープ 破断強度 (MPa)	クリープ 破断伸び (%)	シャルピー 衝撃値 (J/cm ²)
		(Nb, V)CrN (個/μm ²)	V(C, N) (個/μm ²)				
本 発 明 鋼	1	9	21	88.1	71.2	31.9	—
	2	10	24	70.4	71.0	27.1	—
	3	13	48	90.1	73.1	33.6	—
	4	12	51	78.0	73.6	31.1	—
	5	6	25	82.5	75.1	30.9	—
	6	6	28	88.3	75.8	32.2	—
	7	9	22	85.2	70.2	34.0	88
	8	15	162	83.5	78.5	29.1	105
	9	9	71	95.1	79.5	31.9	—
	10	12	95	89.8	80.5	32.2	—
	11	14	108	93.2	80.2	35.3	—
	12	9	42	72.0	70.9	27.3	—
	13	12	56	84.9	80.4	32.9	—
	14	12	74	81.6	80.5	31.0	—
	15	10	48	79.5	81.1	26.8	—
	16	13	76	83.7	80.0	30.4	—
	17	12	60	80.7	79.8	28.4	—
	18	15	82	79.2	79.7	31.2	—
	19	13	102	92.1	75.1	24.7	—
	20	13	66	93.0	75.4	30.2	—
	21	21	268	90.8	78.8	27.7	—
	22	14	87	95.2	74.6	29.5	—
	23	13	74	90.1	74.9	31.8	—
	24	14	94	93.6	75.0	33.8	—
	25	14	80	92.6	75.1	29.1	—
	26	12	88	88.5	79.8	30.7	—
	27	9	44	78.1	80.2	26.9	—

【0061】

【表4】

表 4

区分	鋼 No.	析出量		絞り率 (%)	クリープ 破断強度 (MPa)	クリープ 破断伸び (%)	シャルピー 衝撃値 (J/cm ²)
		(Nb, V)CrN (個/ μm^2)	V(C, N) (個/ μm^2)				
本 發 明 鋼	28	7	17	75.5	80.5	27.0	—
	29	8	12	76.4	81.2	30.3	—
	30	7	23	78.4	81.4	27.8	—
	31	8	14	77.2	80.5	28.6	—
	32	8	13	76.5	80.8	29.0	—
	33	11	51	84.1	80.1	31.7	—
	34	11	53	92.0	80.4	31.7	—
	35	12	61	93.5	80.2	29.6	—
	36	10	56	92.6	80.9	28.1	—
	37	12	68	84.9	80.4	31.3	—
比 較 鋼	38	9	54	81.6	72.5	30.0	—
	A	11	34	55.6	71.4	9.0	—
	B	10	28	32.3	70.9	5.5	—
	C	10	29	51.3	72.5	7.0	—
	D	11	49	54.0	73.2	8.2	—
	E	13	47	39.2	72.8	4.6	—
	F	10	49	50.3	74.9	8.9	—
	G	7	35	88.7	68.4	32.8	—
	H	7	25	90.9	66.2	32.0	—
	I	6	22	91.2	67.5	31.9	—
	J	4	3	86.6	63.1	30.4	51
	K	3	2	84.8	61.7	31.4	40
	L	3	2	94.2	62.8	35.5	—
	M	12	85	91.0	68.0	32.3	—
	N	10	51	91.1	69.8	36.0	—
	O	3	5	75.7	66.8	25.9	—

【0062】

表3および4に示すように、比較鋼A～Cはいずれも、P含有量が(1)式で規定される範囲を超える例である。特に、比較鋼AおよびBは、P以外の化学組成については本発明鋼1および2とほぼ同等であり、比較鋼CのP含有量は本発明鋼2とほぼ同等であるが、いずれの比較鋼も絞り値およびクリープ破断伸びが低い値となった。従って、これらの比較鋼のクリープ破断延性と熱間加工性は不十分である。

【0063】

比較鋼DおよびEはいずれも、O含有量が(3)式で規定される範囲を超える例であり、特に比較鋼Eは、O以外の化学組成については本発明鋼4とほぼ同等であるが、絞り値およびクリープ破断伸びが低い値となった。従って、これらの比較鋼もクリープ破断延性と熱間加工性が不十分である。

【0064】

比較鋼G～Iはいずれも、sol.Al含有量が(2)式で規定される範囲を満足しない例であり、sol.Al以外の化学組成については本発明鋼5および6とほぼ同等であるが、クリープ破断強度が低い値となった。

【0065】

比較鋼J、KおよびLはいずれも、V含有量が本発明で規定される範囲を下回り、V以外の化学組成については本発明鋼7および8とほぼ同等であるが、クリープ破断強度が低い値となった。また、比較例JおよびKのシャルピー衝撃値は、本発明例7および8のものより低い値となっており、Vが添加されないことで時効後の韌性が著しく低下する。なお、比較鋼Lは特許文献7で提案された発明の範囲内の鋼である。

【0066】

比較鋼M、NおよびOは、それぞれCu含有量、C含有量およびN含有量のいずれかが本発明で規定される範囲を下回るが、その他の化学組成については、それぞれ本発明鋼10、11および12とほぼ同等である例である。これらの比較例ではクリープ破断強度が本発明鋼のものより劣っていた。

【0067】

一方、本発明鋼1～8、12および38は、クリープ破断強度、クリープ破断延性、熱間加工性のいずれの値も良好であった。また、第1元素群または/および第2元素群の1種以上を含有させた本発明鋼9～11および13～37は、熱間加工性、クリープ破断強度が一層改善されていた。

【0068】

【発明の効果】

本発明によれば、Cu、NbおよびNを複合添加して優れた高温強度を有するオ-

ステナイト系ステンレス鋼において、飛躍的な熱間加工性の改善とより一層の高強度化、さらには高温長時間側の靭性向上を達成することが可能となり、650°C～700°C以上の高温下における耐熱耐圧部材としてプラントの高効率化等に寄与すると共に、製造コストの削減も可能となりその波及効果は極めて大きい。

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 高温強度、高温延性および熱間加工性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼の提供。

【解決手段】 質量%で、C:0.05%を超える0.15%以下、Si:2%以下、Mn:0.1~3%、P:0.04%以下 [$P \leq 1/(11 \times Cu)$]、S:0.01%以下、Cr:20%を超える28%未満、Ni:15%を超える55%以下、Cu:2%を超える6%以下、Nb:0.1~0.8%、V:0.02~1.5%、sol.Al:0.001~0.1% [sol.Al $\leq 0.4 \times N$]、N:0.05%を超える0.3%以下およびO:0.006%以下 [$O \leq 1/(60 \times Cu)$] を含有し、残部がFeおよび不純物からなるオーステナイト系ステンレス鋼。なお、このオーステナイト系ステンレス鋼は、Co、Mo、W、Ti、B、Zr、Hf、Ta、Re、Ir、Pd、PtおよびAgの1種以上、または／ならびに、Mg、Ca、Y、La、Ce、NdおよびScの1種以上を含有してもよい。

【選択図】 なし

認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2003-122494
受付番号	50300704506
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成15年 4月28日

<認定情報・付加情報>

【提出日】	平成15年 4月25日
-------	-------------

次頁無

出証特 2004-3009687

特願 2003-122494

出願人履歴情報

識別番号 [000002118]

1. 変更年月日 1990年 8月16日

[変更理由] 新規登録

住所 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
氏名 住友金属工業株式会社